

日本国特許庁  
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日  
Date of Application: 2003年10月16日

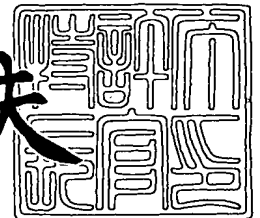
出願番号  
Application Number: 特願2003-356201  
[ST. 10/C]: [JP 2003-356201]

出願人  
Applicant(s): 大同特殊鋼株式会社  
本田技研工業株式会社

2004年 1月20日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

今井康夫



出証番号 出証特2004-3001031

【書類名】 特許願  
【整理番号】 PDS03001  
【提出日】 平成15年10月16日  
【あて先】 特許庁長官 殿  
【国際特許分類】 C22C 38/00  
C22C 38/42  
F16C 7/02  
F16C 9/04

【発明者】  
【住所又は居所】 愛知県名古屋市中区大同町二丁目 3 0 番地 大同特殊鋼株式会社  
技術開発研究所内  
【氏名】 井上 幸一郎

【発明者】  
【住所又は居所】 埼玉県和光市中央 1 丁目 4 番 1 号 株式会社本田技術研究所内  
【氏名】 木下 豊隆

【発明者】  
【住所又は居所】 埼玉県和光市中央 1 丁目 4 番 1 号 株式会社本田技術研究所内  
【氏名】 石田 正雄

【特許出願人】  
【識別番号】 000003713  
【氏名又は名称】 大同特殊鋼株式会社  
【代表者】 ▲高▼山 剛

【特許出願人】  
【識別番号】 000005326  
【氏名又は名称】 本田技研工業株式会社  
【代表者】 福井 威夫

【代理人】  
【識別番号】 100104123  
【弁理士】  
【氏名又は名称】 荒崎 勝美

【先の出願に基づく優先権主張】  
【出願番号】 特願2002-336047  
【出願日】 平成14年11月20日

【手数料の表示】  
【予納台帳番号】 036386  
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】  
【物件名】 特許請求の範囲 1  
【物件名】 明細書 1  
【物件名】 図面 1  
【物件名】 要約書 1  
【包括委任状番号】 9710855

## 【書類名】特許請求の範囲

## 【請求項 1】

質量%で(以下同じ)、C:0.15~0.35%、Si:0.5~2.0%、Mn:0.5~1.5%、P:0.03~0.15%、S:0.01~0.15%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~0.5%、Cr:0.01~1.0%、s-Al:0.001~0.01%、N:0.005~0.035%、Ca:0.0001~0.01%及びO:0.001~0.01%を含有し、かつ下記式1及び式2を満たし、残部がFe及び不可避不純物からなることを特徴とする低温で破断分離が容易な非調質鋼。

$$\text{式1} \cdots 0.6 \leq C_{eq} \leq 0.85$$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.61 \times P \\ + 0.19 \times Cu + 0.17 \times Ni + 0.2 \times Cr$$

$$\text{式2} \cdots 0 \leq T_{Tr} \leq 1.5$$

$$\text{ただし、} T_{Tr} = (C + 0.8 \times Si + 5 \times P) - 0.5 \times (Mn + Cr + Cu + Ni)$$

## 【請求項 2】

上記残部のFeの一部に代えてTi:0.02%以下及びZr:0.02%以下のうちの1種又は2種を含有することを特徴とする請求項1記載の低温で破断分離が容易な非調質鋼。

## 【請求項 3】

上記残部のFeの一部に代えてPb:0.3%以下及びBi:0.3%以下のうちの1種又は2種を含有することを特徴とする請求項1又は請求項2記載の低温で破断分離が容易な非調質鋼。

## 【請求項 4】

C:0.15~0.35%、Si:0.5~2.0%、Mn:0.5~1.5%、P:0.03~0.15%、S:0.01~0.15%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~0.5%、Cr:0.01~1.0%、s-Al:0.001~0.01%、N:0.005~0.035%、Ca:0.0001~0.01%及びO:0.001~0.01%を含有し、かつ下記式1及び式2を満たし、残部がFe及び不可避不純物からなることを特徴とする低温で破断分離する勘合部材。

$$\text{式1} \cdots 0.6 \leq C_{eq} \leq 0.85$$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.61 \times P \\ + 0.19 \times Cu + 0.17 \times Ni + 0.2 \times Cr$$

$$\text{式2} \cdots 0 \leq T_{Tr} \leq 1.5$$

$$\text{ただし、} T_{Tr} = (C + 0.8 \times Si + 5 \times P) - 0.5 \times (Mn + Cr + Cu + Ni)$$

## 【請求項 5】

上記残部のFeの一部に代えてTi:0.02%以下及びZr:0.02%以下のうちの1種又は2種を含有することを特徴とする請求項1記載の低温で破断分離する勘合部材。

## 【請求項 6】

上記残部のFeの一部に代えてPb:0.3%以下及びBi:0.3%以下のうちの1種又は2種を含有することを特徴とする請求項4又は請求項5記載の低温で破断分離する勘合部材。

## 【請求項 7】

上記勘合部材がエンジン用コンロッドであることを特徴とする請求項4乃至請求項6のいずれか1項記載の低温で破断分離する勘合部材。

## 【書類名】 明細書

【発明の名称】 低温で破断分離が容易な非調質鋼及び低温で破断分離する勘合部材

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、鍛造後に二個以上の部品に破断分離して用いる勘合部材などに適した低温で破断分離が容易な非調質鋼及びこの非調質鋼からなる低温で破断分離するエンジン用コンロッドなどの勘合部材に関する。

## 【背景技術】

## 【0002】

従来、エンジン用コンロッド（コネクティングロッド）のような鍛造後に二個の部品に分離してクランクシャフトに接続する部品等のような勘合部材では、最終形状に一体鍛造後、仕上げの機械加工を施し、その後機械加工によって二個に分割して使用していた。しかし、この製造方法は、切断部分に切り代として余分な材料を要するとともに、切断後に分離面を切削加工し、研磨などによって仕上げる必要があるため、コストの上昇の原因となっている。

## 【0003】

これらの問題を解決するため、コンロッドの場合には、コンロッドを最終形状に加工した後、破断分離によって分割する方法が提案されている。この破断分離は、図1（A）に示すようにコンロッド1の大端部2に切り欠き溝4を形成した後に室温で荷重を加えることにより図1（B）に示すように大端部をキャップ部5とロッド部6に破断させて分割する方法である。この方法を実施するためには、破断分離時の変形を抑制するとともに容易に分割できるようにするため、室温で低延性の材料が要求されている。この要求を満たすためにSi、V及びPの含有量を調整して室温の靱延性を抑制させた材料（図2の室温で破断分離する鋼参照）が開発されている（例えば、特許文献1及び特許文献2参照。）。

## 【0004】

しかし、一般にコンロッドのような部品を上記切り欠き溝を形成しただけで変形せず容易に破断できるような鋼で設計、加工する場合には、存在する僅かな切り欠などの欠陥の影響を十分考慮しなければならず、結果として重量増を招くという問題がある。また高価なVを多量に添加する必要があるため、コストを低減するメリットが減少するという問題もある。

## 【0005】

そこで、合金の成分組成によらず、鋼の低温脆性現象を利用して低温で破断分離する方法が提案されている（例えば、特許文献3参照。）。この方法によればコンロッドの使用温度では十分な靱性を有し、破断分離時のみコンロッドを脆化させることが可能である。

しかし、通常の鉄鋼材料では破断分離を実施するためには $-130^{\circ}\text{C}$ 以下に冷却をする必要があり（図2参照）、その冷却のための冷媒として液体窒素（ $-196^{\circ}\text{C}$ ）を用いる必要があるため、冷却するためのコストが非常に高くなるという問題がある。

【特許文献1】 特開平9-111412号公報

【特許文献2】 特開平10-219389号公報

【特許文献3】 特開2001-3924号公報

## 【発明の開示】

## 【発明が解決しようとする課題】

## 【0006】

本発明は、使用温度範囲内では適度な靱性を有し、従来の低温で破断するものが必要とした液体窒素冷却等による極低温領域はもちろんのこと、安価に到達可能な低温領域で破断分離が容易な非調質鋼及び低温で破断分離する勘合部材を提供することを課題としている。

## 【課題を解決するための手段】

## 【0007】

上記課題を解決するため、本発明者らは、コンロッドなどの破断分離して使用する機械部品に必要な靱性値、変形なく容易に破断分離することができる靱性値、これらの靱性値を満たし、かつ液体窒素より高い温度の冷媒で冷却しても破断分離が容易な鋼の成分組成などについて鋭意研究したところ、 $-60^{\circ}\text{C}$ 以下で変形なく容易に破断分離することができる、冷媒としてドライアイス+エタノール寒剤を用いることができるので、コストが低くかつ冷却が容易であること、コンロッドなどの破断分離して使用する機械部品に必要な靱性は、シャルピー衝撃値(2mmVノッチの試験片によるもの、以下同じ。)で $10\text{ J/cm}^2$ 以上であること、変形なく容易に破断分離することができる靱性は、シャルピー衝撃値で $5\text{ J/cm}^2$ 以下であること、これらの衝撃値を満たし、かつ $-60^{\circ}\text{C}$ 以下で変形なく容易に破断分離をすることができる鋼の成分組成は、C, Si, P, Mn, Cr, Cu及びNi含有量を特許請求の範囲に記載したように適正にすることによって達成できること等の知見を得た。

本発明は、これらの知見に基づいて発明をされたものである。

#### 【0008】

すなわち、本発明の低温で破断分離が容易な非調質鋼においては、C:0.15~0.35%、Si:0.5~2.0%、Mn:0.5~1.5%、P:0.03~0.15%、S:0.01~0.15%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~0.5%、Cr:0.01~1.0%、s-Al:0.001~0.01%、N:0.005~0.035%、Ca:0.0001~0.01%及びO:0.001~0.01%を含有し、更に必要に応じてTi:0.02%以下、Zr:0.02%以下、Pb:0.3%以下及びBi:0.3%以下のうちの1種又は2種以上を含有し、また下記式1及び式2を満たし、残部をFe及び不可避不純物からなるものとするものである。

$$\text{式1} \cdots 0.6 \leq \text{Ceq} \leq 0.85$$

$$\text{ただし、Ceq} = \text{C} + 0.07 \times \text{Si} + 0.16 \times \text{Mn} + 0.61 \times \text{P} + 0.19 \times \text{Cu} + 0.17 \times \text{Ni} + 0.2 \times \text{Cr}$$

$$\text{式2} \cdots 0 \leq \text{T}_{\text{Tr}} \leq 1.5$$

$$\text{ただし、T}_{\text{Tr}} = (\text{C} + 0.8 \times \text{Si} + 5 \times \text{P}) - 0.5 \times (\text{Mn} + \text{Cr} + \text{Cu} + \text{Ni})$$

#### 【0009】

また、本発明の低温で破断分離する勘合部材においては、使用する非調質鋼をC:0.15~0.35%、Si:0.5~2.0%、Mn:0.5~1.5%、P:0.03~0.15%、S:0.01~0.15%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~0.5%、Cr:0.01~1.0%、s-Al:0.001~0.01%、N:0.005~0.035%、Ca:0.0001~0.01%及びO:0.001~0.01%を含有し、更に必要に応じてTi:0.02%以下、Zr:0.02%以下、Pb:0.3%以下及びBi:0.3%以下のうちの1種又は2種以上を含有し、また下記式1及び式2を満たし、残部をFe及び不可避不純物からなるものとするものである。

$$\text{式1} \cdots 0.6 \leq \text{Ceq} \leq 0.85$$

$$\text{ただし、Ceq} = \text{C} + 0.07 \times \text{Si} + 0.16 \times \text{Mn} + 0.61 \times \text{P} + 0.19 \times \text{Cu} + 0.17 \times \text{Ni} + 0.2 \times \text{Cr}$$

$$\text{式2} \cdots 0 \leq \text{T}_{\text{Tr}} \leq 1.5$$

$$\text{ただし、T}_{\text{Tr}} = (\text{C} + 0.8 \times \text{Si} + 5 \times \text{P}) - 0.5 \times (\text{Mn} + \text{Cr} + \text{Cu} + \text{Ni})$$

#### 【発明の効果】

#### 【0010】

本発明の低温で破断分離が容易な非調質鋼及び低温で破断分離する勘合部材は、上記構成にしたことにより、次のような優れた効果を奏する。

(1) 図2の本発明鋼に示すように通常の使用温度範囲内ではコンロッドなどの機械部品に必要な靱性(シャルピー衝撃値で $10\text{ J/cm}^2$ )より高くなるとともに、破断分離するために冷却する温度の $-60^{\circ}\text{C}$ 以下では変形なく容易に破断分離することができる靱性(シャルピー衝撃値で $5\text{ J/cm}^2$ )より低くなる。

(2) 従来提案されているものより高い温度の $-60^{\circ}\text{C}$ 以下で破断分離が変形なく容易に

実施することができる。

(3) 高価を元素を含有していないので、安価である。

【発明を実施するための最良の形態】

【0011】

次に、本発明の低温で破断分離が容易な非調質鋼及び低温で破断分離する勘合部材の成分組成、 $C_{eq}$ 及び $T_{Tr}$ を上記のように特定している理由を説明する。

C: 0.15~0.35%

Cは、強度を高くするとともに、最適な衝撃遷移曲線を得るために必要な元素である。C含有量が低い鋼では図3に示すように上部棚エネルギーと下部棚エネルギーの差が大きく、その遷移も急激であるが、遷移温度は低くなる。他方、C含有量が高い鋼では上部棚エネルギーと下部棚エネルギーの差が小さく、その遷移も緩やかであるが、遷移温度は上昇する。本発明のように $-60^{\circ}\text{C}$ 以下に冷却して破断分離を行う場合には、上部棚エネルギーはできるだけ高く、 $-10^{\circ}\text{C}$ ~ $-60^{\circ}\text{C}$ で急激に衝撃値が低下し、 $-60^{\circ}\text{C}$ 以下では下部棚エネルギーとなっている必要がある。そのため、本発明ではC含有量の上限を0.35%とする。他方、C含有量を低下させ過ぎると十分な強度が得られないので、その下限を0.15%とする。

【0012】

Si: 0.5~2.0%

Siは、鋼溶製時において脱酸作用を有しているとともに、Vの代替元素としてフェライト中に固溶し、破断分離時の塑性変形の主な原因である軟質相であるフェライトの強度、耐力及び疲労強度を向上させて破断分離時の変形を抑制し、破断面の密着性を向上させる元素である。また遷移温度を上昇させて低温での破断分離特性を向上させる元素でもある。それらの作用効果を得るためには0.5%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると硬さが著しく増加して被削性を低下させるので、その上限を2%とする。

【0013】

Mn: 0.5~1.5%

Mnは、基地に固溶して強度を高めるとともに、衝撃遷移温度を低下させて室温での靱性を向上させるので、そのために含有させる元素である。本発明では、Si、Pによる衝撃遷移温度の大きな上昇を抑制する働きがあるものである。これらの作用効果を得るためには0.5%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると鍛造後にベイナイトが生成し、硬さが著しく増加して被削性を低下させるので、その上限を1.5%とする。

【0014】

P: 0.03~0.15%

Pは、不可避な不純物であり、粒界に偏析して靱性を低下させるので、できるだけ低く抑えるのが一般的であるが、破断分離を行う本発明では破断時の変形を抑制し、破断面の密着性を向上させるために非常に有効であるので、積極的に含有させる元素である。またPは、Siと同様にVの代替元素としてフェライト中に固溶してフェライトの強度を向上させることによって耐力及び疲労強度を向上させるのに有効であり、また衝撃遷移温度を大きく上昇させるので、それらのためにも含有させる元素でもある。それらの作用効果を得るためには0.03%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると室温での衝撃値も著しく低下させるので、その上限を0.15%とする。

【0015】

S: 0.01~0.15%

Sは、Mnと硫化物を生成して被削性を改善するので、そのために含有させる元素である。その作用効果を得るためには0.01%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると熱間加工性を劣化させるので、その上限を0.15%以下とする。

【0016】

Cu: 0.01~0.5%、Ni: 0.01~0.5%

CuとNiは、Mn、Crと同様に室温の衝撃値を向上させるとともに、遷移温度を低下させるので、それらのために含有させる元素である。それらの作用効果を得るには0.

0.1%以上含有させる必要があるが、多くなるとコストが高くなる(Mn及びCrに比較して高価であるため)ので、その上限を0.5%とする。なお、スクラップを主原料とする電気炉溶解材は、Cu及びNiが0.05~0.2%混入しているので、この範囲で使用するのが、コスト的には有利である。

【0017】

Cr: 0.01~1.0%

Crは、基地に固溶し強度を高めるとともに、衝撃遷移温度を低下させて室温での靱性を高くするので、それらのために含有させる元素である。本発明では、Si、Pによる衝撃遷移温度の大きな上昇を抑制する働きがある。これらの作用効果を得るためには0.01%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると鍛造後にベイナイトが生成し、硬さが著しく増加して被削性を低下させるので、その上限を1.0%とする。

【0018】

s-Al: 0.001~0.01%

s-Al(酸可溶性Al)は、鋼溶製時において脱酸作用を有しているとともに、微細な窒化物を形成して熱間鍛造時の結晶粒の粗大化を抑制し、強度を向上させるので、それらのために含有させる元素である。それらの作用効果を得るためには0.001%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎるとその効果が飽和するので、その上限を0.01%とする。

【0019】

N: 0.005~0.035%

Nは、不可避な不純物でもあるが、Alと化合して微細な窒化物を形成して鋼中に分散することにより熱間鍛造時の結晶粒の粗大化を抑制する元素である。この作用効果は0.005%以下でもあるが、0.005%以下にすることは経済でない所以その下限を0.005%とする。また、多量に含有させると鑄造欠陥の原因となるので、その上限を0.035%とする。

【0020】

Ca: 0.0001~0.01%

Caは、MnS中のMnの一部と置換してCaが固溶したMnSを形成し、これが切削加工時の工具に付着して被削性を改善するので、そのために含有させる元素である。その作用効果を得るためには0.0001%以上含有させる必要があるが、多量に添加しても効果が飽和するので、その上限を0.01%とする。

【0021】

O: 0.001~0.01%

上記Caが固溶したMnSを得るためには隣接してCaの酸化物が存在する必要がある。Oは、不可避な不純物でもあるが、上記Caの酸化物を生成するために必要な元素である。その作用効果を得るためには0.001%以上含有させる必要があるが、多くなり過ぎると酸化物系の介在物が多くなって熱間加工時の割れを発生し易くなるので、その上限を0.01%とする。

【0022】

Ti: 0.02%以下、Zr: 0.02%以下

TiとZrは、MnSの分布状態を微細化し、機械加工時の切り屑の破碎性を向上させるので、そのために含有させる元素である。しかし、過剰に含有させても効果が飽和するとともに経済的に不利となるので、その上限を0.02%とする。

【0023】

Pb: 0.3%以下、Bi: 0.3%以下

PbとBiは、いずれも被削性を向上させるので、被削性をさらに向上させる場合に必要に応じて含有させる元素である。しかし、過剰に含有させると強度や熱間加工性を低下させるので、その上限を0.3%以下とする。

【0024】

$0.6 \leq Ceq \leq 0.85$

$$\text{ただし、} C_{eq} = C + 0.07 \times Si + 0.16 \times Mn + 0.61 \times P \\ + 0.19 \times Cu + 0.17 \times Ni + 0.2 \times Cr$$

$C_{eq}$ は、非調質鋼の鍛造後硬さを指標する値であり、この値を調節することにより鍛造後の硬さを管理することができるものである。この $C_{eq}$ を0.6以上にするのは、0.6未満では硬さが低過ぎるで強度が不足するとともに、衝撃遷移温度が低下して $-60^{\circ}\text{C}$ 以下での破断分離特性が低下するからである。またその上限を0.85とするのは、 $C_{eq}$ が高過ぎると室温での靱性が低下するとともに、硬くなり過ぎて被削性も低下するからである。

#### 【0025】

$$0 \leq T_{Tr} \leq 1.5$$

$$\text{ただし、} T_{Tr} = (C + 0.8 \times Si + 5 \times P) - 0.5 \times (Mn + Cr + Cu + Ni)$$

衝撃遷移温度は、上記のように硬さだけでなく合金元素の影響を受けて変化するものであり、C、Si及びPの含有量の増加によって上昇し、Mn、Cr、Cu及びNiの増加によって低下するものである。 $T_{Tr}$ を0以上にするのは、0未満では衝撃遷移温度が低下して $-60^{\circ}\text{C}$ 以下で破断分離特性が低下するからである。すなわち、シャルピー衝撃値が $5 \text{ J/cm}^2$ 以下にならないからである。またその上限を1.5とするのは、 $T_{Tr}$ が高過ぎると衝撃遷移温度が高くなり過ぎて室温での靱性が低下するからである。すなわちシャルピー衝撃値が $10 \text{ J/cm}^2$ 以上にならないからである。

#### 【0026】

本発明の低温で破断分離が容易な非調質鋼及び低温で破断分離する勘合部材は、上記理由により上記成分組成の範囲内であり、かつ上記2つの式を満たし、残部をFe及び不可避不純物とするものである。

#### 【実施例】

#### 【0027】

次に、本発明の実施例を説明する。

#### 実施例1

下記表1に示す成分組成の本発明例及び比較例の鋼を溶製したのち造塊し、熱間鍛造を行って $50 \text{ mm}$ 角の鍛造素材とし、これを $1200^{\circ}\text{C}$ で60分加熱した後直径 $22 \text{ mm}$ の丸棒に熱間鍛造を行い、重ね合わないよう適当な間隔をおいて床に放置して室温まで冷却した。この丸棒より硬さ試験片、平行部径 $8 \text{ mm}$ の小野式回転曲げ疲労試験片及びJIS 4号衝撃試験片を切り出し試験に供した。

#### 【0028】

硬さは、鍛造した $22 \text{ mm}$ の丸棒の $1/2 \text{ R}$ 部の硬さをロックウェル硬度計を用いて室温で測定した。その結果を表2に示す。

疲労試験は、上記試験片を用いて小野式回転曲げ疲労試験機を用いて室温で実施した。その結果を表2に示す。

衝撃試験は、上記試験片を用いてシャルピー衝撃試験機を用いて室温と $-60^{\circ}\text{C}$ で実施した。その結果を表2に示す。

#### 【0029】



【表 1】

表		I															(mass%)	
	No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	s-Al	N	Ca	O	その他	C <sub>eq</sub>	T <sub>rr</sub>		
本 発 明 例	1	0.25	1.50	1.21	0.100	0.102	0.10	0.05	0.15	0.0051	0.010	0.0013	0.0011		0.667	1.20		
	2	0.35	0.62	0.61	0.040	0.031	0.49	0.20	0.10	0.0092	0.005	0.0003	0.0090		0.663	0.35		
	3	0.15	2.00	1.50	0.15	0.140	0.10	0.48	0.15	0.0013	0.034	0.0098	0.0032		0.752	1.39		
	4	0.21	1.50	1.30	0.090	0.087	0.13	0.10	0.15	0.0100	0.007	0.0028	0.0011	Ti:0.009	0.650	1.02		
	5	0.29	1.51	0.81	0.100	0.103	0.14	0.09	0.14	0.0060	0.008	0.0025	0.0012	Ti:0.008	0.656	1.41		
	6	0.22	1.01	1.02	0.112	0.080	0.20	0.10	0.49	0.0034	0.011	0.0001	0.0061	Ti:0.07	0.675	0.68		
	7	0.24	1.62	1.31	0.081	0.071	0.15	0.17	0.15	0.0061	0.012	0.0028	0.0052	Ti:0.018 Zr:0.002	0.700	1.05		
	8	0.26	1.31	1.11	0.120	0.112	0.02	0.02	0.25	0.0029	0.010	0.0011	0.0022	Pb:0.15	0.660	1.21		
	9	0.20	1.65	1.41	0.090	0.081	0.15	0.10	0.10	0.0015	0.011	0.0004	0.0029	Bi:0.05	0.662	1.09		
	10	0.26	1.32	0.98	0.112	0.050	0.18	0.07	0.12	0.0031	0.015	0.0008	0.0039	Ti:0.008 Bi:0.04	0.648	1.20		
比 較 例	A	0.11	1.50	1.20	0.120	0.092	0.12	0.05	0.10	0.0032	0.020	0.0023	0.0022		0.532	1.18		
	B	0.43	1.50	1.20	0.110	0.101	0.10	0.05	0.20	0.0041	0.018	0.0014	0.0028		0.862	1.41		
	C	0.24	0.20	1.10	0.111	0.122	0.12	0.07	0.17	0.0029	0.009	0.0013	0.0032		0.566	0.23		
	D	0.32	2.50	1.20	0.120	0.101	0.20	0.15	0.20	0.0019	0.008	0.0021	0.0041		0.864	2.05		
	E	0.25	1.50	1.80	0.100	0.091	0.15	0.07	0.20	0.0021	0.011	0.0022	0.0031		0.784	0.84		
	F	0.25	1.53	1.21	0.010	0.098	0.21	0.16	0.21	0.0021	0.012	0.0021	0.0033		0.666	0.63		
	G	0.32	1.39	1.19	0.250	0.113	0.18	0.08	0.25	0.0019	0.009	0.0035	0.0029		0.858	1.83		
	H	0.25	1.62	1.31	0.101	0.198	0.21	0.12	0.21	0.0021	0.012	0.0012	0.0011		0.737	1.13		
	I	0.23	1.50	0.95	0.122	0.092	0.12	0.07	1.01	0.0019	0.012	0.0019	0.0033		0.798	0.97		
	J	0.25	1.70	1.01	0.101	0.102	0.17	0.08	0.21	0.0005	0.011	0.0015	0.0031		0.680	1.38		
	K	0.27	1.60	1.21	0.098	0.099	0.18	0.09	0.20	0.0021	0.001	0.0021	0.0018		0.725	1.20		
	L	0.34	1.80	0.80	0.148	0.091	0.05	0.06	0.12	0.0012	0.010	0.0021	0.0017		0.728	2.01		
	M	0.18	0.60	1.30	0.040	0.082	0.21	0.18	0.36	0.0018	0.011	0.0031	0.0011		0.597	-0.17		
	N	0.45	0.25	0.8	0.02	0.1	0.15	0.15	0.2	0.02	0.008	—	0.0008		0.702	0.10		
	O	0.35	0.30	0.9	0.09	0.1	0.15	0.15	0.9	0.09	0.019	—	0.0009	V:0.1 Pb:0.18	0.621	-0.01		

【0030】

【表 2】

表 2

	No.	硬 さ (HRB)	疲れ限度 (MPa)	衝撃値(J/cm <sup>2</sup> )		備 考
				室 温	-60℃	
本 発 明 例	1	99.5	450	17	3	
	2	99.6	440	18	5	
	3	103.3	559	13	2	
	4	100.1	521	13	3	
	5	98.2	495	12	2	
	6	99.5	437	19	4	
	7	101.2	460	20	3	
	8	98.4	442	18	2	
	9	97.9	432	18	3	
	10	97.3	411	19	3	
比 較 例	A	93.4	368	26	8	
	B	106.5	488	9	2	
	C	95.1	375	23	9	
	D	106.4	566	8	2	
	E	108.2	—	—	—	ベイナイト発生
	F	98.7	387	25	12	
	G	105.0	573	9	2	
	H	100.9	378	13	3	
	I	107.9	—	—	—	ベイナイト発生
	J	99.5	382	9	2	
	K	101.5	372	8	3	
	L	103.3	504	8	2	
	M	94.9	382	22	10	
	N	99.3	375	21	8	
	O	99.3	378	23	11	

Nは、従来鋼のJIS S45Cである。Oは、従来鋼のS35VCである。

## 【0031】

表2の結果によると、本発明例は、硬さが97.3～103.3HRB、疲れ限度が411～559MPa、またシャルピー衝撃値（以下、「衝撃値」という。）が室温で13～20J/cm<sup>2</sup>、-60℃で2～5J/cm<sup>2</sup>であった。これらは、いずれも硬さが100HRB前後であり、疲れ限度が410MPa以上であり、また衝撃値がコンロッドなどに必要な室温の衝撃値である10J/cm<sup>2</sup>以上であり、かつ-60℃で変形なく容易に破断分離できる5J/cm<sup>2</sup>以下であった。

## 【0032】

これに対して、C又はSi含有量が本発明より少ない比較例A及びCは、室温での衝撃値が本発明例より高いが、硬さ及び疲れ限度が本発明例より低く、また-60℃での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値（5J/cm<sup>2</sup>）より高い8J/cm<sup>2</sup>又は9J/cm<sup>2</sup>であった。

C含有量が本発明より多く、Ceqが本発明より高い比較例Bは、硬さ及び疲れ限度が本発明例と同程度であり、-60℃での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値以下であったが、室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値（10J/cm<sup>2</sup>）以下の9J/cm<sup>2</sup>であった。

## 【0033】

Si又はP含有量が本発明より多く、Ceq及び $T_{Tr}$ が本発明より高い比較例D及びGは、硬さ及び疲れ限度が本発明例より高く、 $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値以下であったが、室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以下の $8\text{ J/cm}^2$ 又は $9\text{ J/cm}^2$ であった。

Mn又はCr含有量が本発明より多い比較例E及びIは、硬さが本発明例より高く、組織がベイナイトであるため、硬さが高く、また被削性も著しく低下するので、コンロッドなどの機械部品には適していなことが明らかであるので、疲れ限度及び衝撃値を測定しなかった。

#### 【0034】

P含有量が本発明より少ない比較例Fは、硬さが本発明例と同程度であり、室温での衝撃値が本発明例より高いが、疲れ限度が本発明例より低く、また $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値より高い $12\text{ J/cm}^2$ であった。

S含有量が本発明より多い比較例Hは、硬さが本発明例と同程度であり、また室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以上であり、かつ $-60^{\circ}\text{C}$ で変形なく容易に破断分離できる衝撃値以下であったが、疲れ限度が本発明例より低かった。

#### 【0035】

s-Al又はN含有量が本発明より少ない比較例J及びKは、硬さが本発明例と同程度であり、 $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値以下であったが、疲れ限度が本発明例より低く、また室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以下の $9\text{ J/cm}^2$ 又は $8\text{ J/cm}^2$ であった。

$T_{Tr}$ が本発明より高い比較例Lは、硬さ及び疲れ限度が本発明例と同程度であり、また $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値以下であったが、室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以下の $8\text{ J/cm}^2$ であった。

#### 【0036】

$T_{Tr}$ が本発明より低い比較例Mは、室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以上であったが、硬さ及び疲れ限度が本発明例より低く、 $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値も変形なく容易に破断分離できる衝撃値以上の $10\text{ J/cm}^2$ であった。

C含有量が高く、O含有量が本発明例より少なく、Caを含有しない従来鋼（JIS S45C）の比較例Nは、室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以上であり、硬さが本発明例と同程度であったが、疲れ限度が本発明例より低く、また $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値以上の $8\text{ J/cm}^2$ であった。

#### 【0037】

$T_{Tr}$ が本発明より低く、Vを含有し、またCaを含有しない従来鋼（S35VC）の比較例Oは、室温での衝撃値がコンロッドなどに必要な衝撃値以上であり、また硬さも本発明例と同程度であったが、疲れ限度が本発明例より低く、また $-60^{\circ}\text{C}$ での衝撃値が変形なく容易に破断分離できる衝撃値以上の $11\text{ J/cm}^2$ であった。

#### 【0038】

##### 実施例2

本発明例1及び比較例Oの非調質鋼を用いてコンロッドを熱間鍛造をした後、機械加工で製品に仕上げ、大端部の破断分離させる位置に深さ0.5mm、先端R0.2mm、ノッチ角度 $60^{\circ}$ の切り欠きを設けて液体窒素温度、 $-60^{\circ}\text{C}$ 及び室温で破断分離を実施し、その前後で測定した真円度の変化を表3に示す。

#### 【0039】

【表 3】

表 3

	No.	使用した 非調質鋼	破断分離温度		
			液体窒素温度	-60℃	室温
本発明例	11	本発明例 1	10 $\mu$ m	12 $\mu$ m	120 $\mu$ m
比較例	P	比較例 O	40 $\mu$ m	100 $\mu$ m	破断せず

## 【0040】

本発明例11は、液体窒素温度はもちろんのこと、-60℃での破断分離でも真円度変化は非常に小さかった。さらに室温では靱性が向上しているため今回付与したようなノッチでは容易に分離することができず、真円度変化は大きかった。これに対して、比較例Pは、液体窒素温度まで冷却しても破断分離後の真円度変化が大きく、室温では破断しなかった。

## 【産業上の利用可能性】

## 【0041】

本発明の非調質鋼及び勘合部材は、冷媒として安価なドライアイス+エタノール寒剤を用い冷却することができる-60℃以下で冷却後破断分離することができるため、冷却のコストが大幅に低下し、産業上利用することができるようになった。

## 【図面の簡単な説明】

## 【0042】

【図1】コンロッドの形状及び破断分離して製造する方法を説明するためのコンロッドの斜視図である。

【図2】本発明の低温で破断分離が容易な非調質鋼、一般鋼及び上記特許文献1の発明鋼の靱性と温度の関係を示すグラフである。

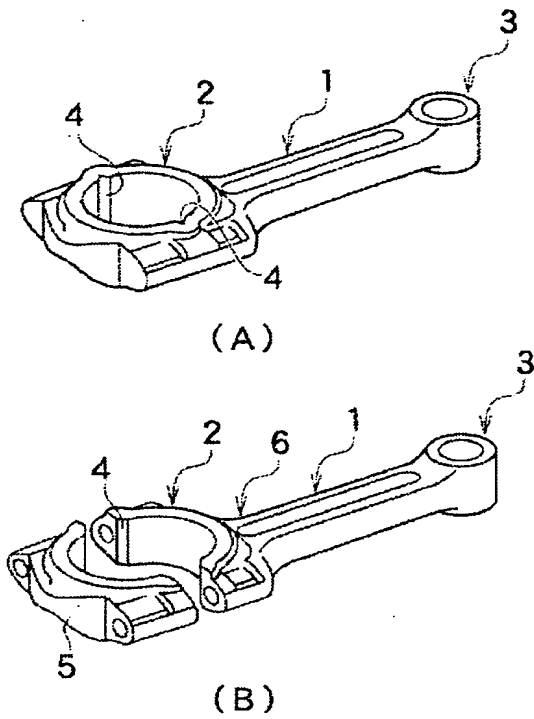
【図3】C含有量が低い鋼と高い鋼の靱性と温度の関係を示すグラフである。

## 【符号の説明】

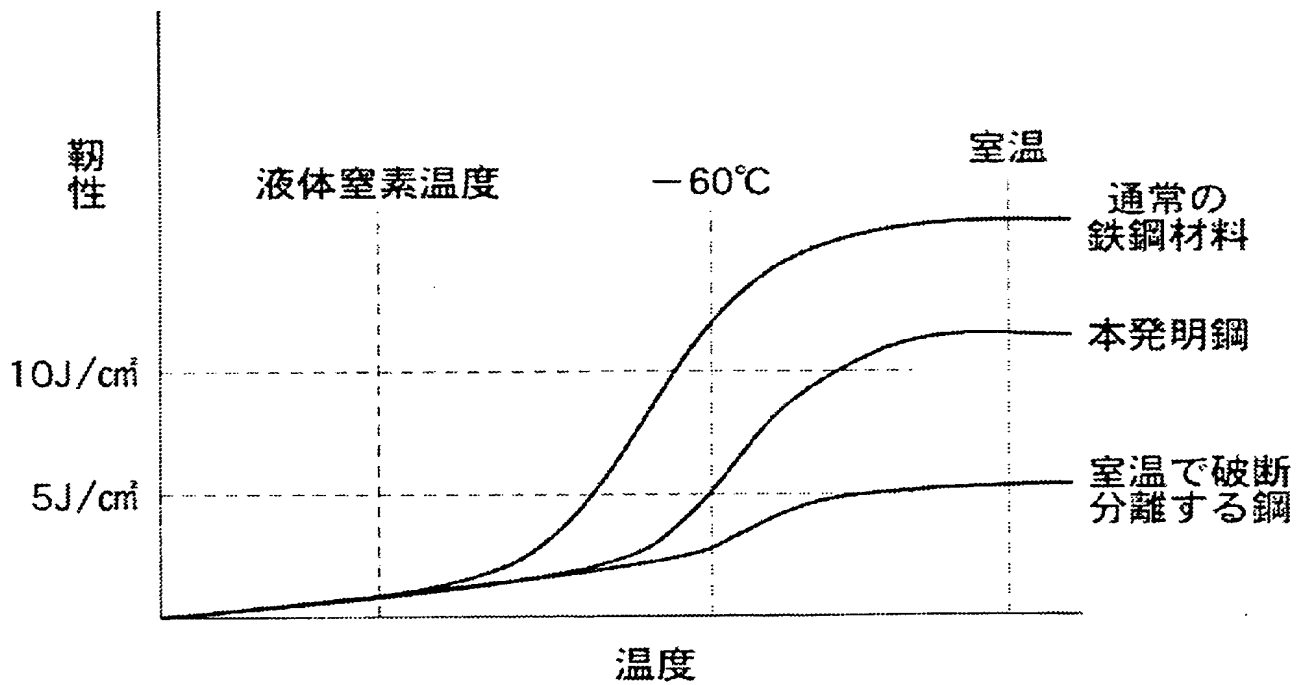
## 【0043】

- 1 熱間鍛造コンロッド
- 2 大端部
- 3 小端部
- 4 切り欠き溝
- 5 キャップ部
- 6 ロッド部

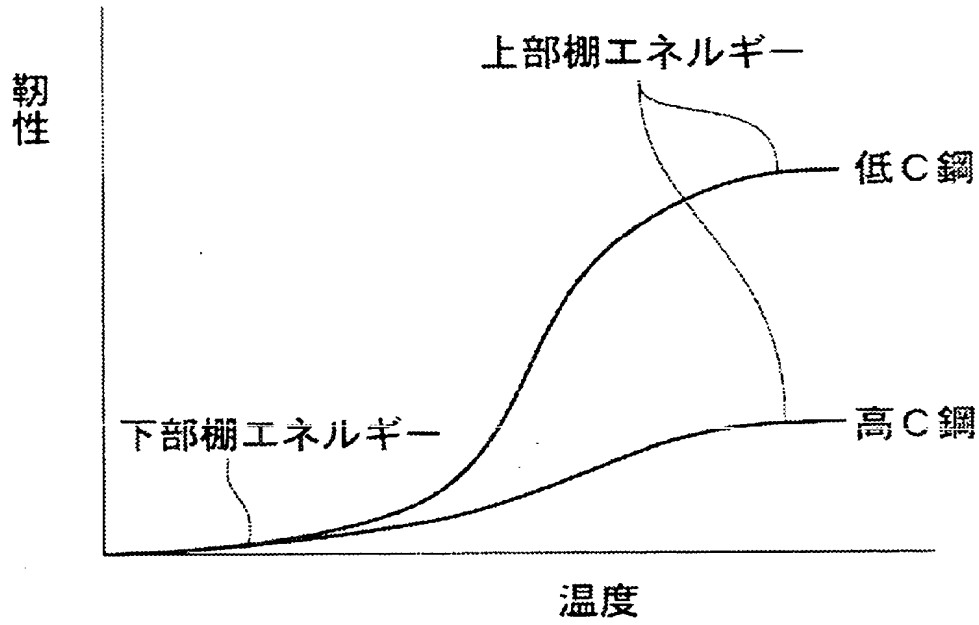
【書類名】 図面  
【図 1】



【図 2】



【図 3】



## 【書類名】要約書

## 【要約】

【課題】使用温度範囲内では適度な靱性を有し、従来の低温で破断するものが必要とした液体窒素冷却等による極低温領域はもちろんのこと、安価に到達可能な低温領域で破断分離が容易な非調質鋼及び低温で破断分離する勘合部材を提供すること。

【解決手段】質量%で、C:0.15~0.35%、Si:0.5~2.0%、Mn:0.5~1.5%、P:0.03~0.15%、S:0.01~0.15%、Cu:0.01~0.5%、Ni:0.01~0.5%、Cr:0.01~1.0%、s-Al:0.001~0.01%、N:0.005~0.035%、Ca:0.0001~0.01%及びO:0.001~0.01%を含有し、 $0.6 \leq C_{eq} \leq 0.85$ 及び $0 \leq T_{Tr} \leq 1.5$ を満たし、残部がFe及び不可避不純物からなることを特徴とする低温で破断分離が容易な非調質鋼。

【選択図】図2

## 認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2003-356201
受付番号	50301718592
書類名	特許願
担当官	鈴木 夏生 6890
作成日	平成 15 年 10 月 21 日

## &lt; 認定情報・付加情報 &gt;

## 【特許出願人】

【識別番号】	000003713
【住所又は居所】	愛知県名古屋市中区錦一丁目 11 番 18 号
【氏名又は名称】	大同特殊鋼株式会社

## 【特許出願人】

【識別番号】	000005326
【住所又は居所】	東京都港区南青山二丁目 1 番 1 号
【氏名又は名称】	本田技研工業株式会社

## 【代理人】

【識別番号】	100104123
【住所又は居所】	千葉県市川市国府台一丁目 12 番 2 号 荒崎特許事務所
【氏名又は名称】	荒崎 勝美



特願 2 0 0 3 - 3 5 6 2 0 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [ 0 0 0 0 0 3 7 1 3 ]

1. 変更年月日	1 9 9 0 年 8 月 2 7 日
[変更理由]	新規登録
住 所	愛知県名古屋市中区錦一丁目 1 1 番 1 8 号
氏 名	大同特殊鋼株式会社

特願 2 0 0 3 - 3 5 6 2 0 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[ 0 0 0 0 0 5 3 2 6 ]

1. 変更年月日

1 9 9 0 年 9 月 6 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都港区南青山二丁目 1 番 1 号

氏 名

本田技研工業株式会社